

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)[Generate Collection](#)[Print](#)

L10: Entry 16 of 18

File: JPAB

Jul 12, 1979

PUB-NO: JP354087629A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 54087629 A

TITLE: METHOD OF PRODUCING FERRITE STAINLESS STEEL FOR WELDED CONSTRUCTION

PUBN-DATE: July 12, 1979

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

NAKAZAWA, TAKANORI

SUNAMI, TATSUYA

SUZUKI, SUMIO

NISHI, TADASHI

MIYOSHI, MASANORI

INT-CL (IPC): C21D 7/00; C22C 38/26

## ABSTRACT:

PURPOSE: To eliminate deterioration in toughness and workability due to welding through hot rolling of a billet containing a specified components along with Al2O3 inclusion at a limited area factor produced by a continuous casting of a molten steel which has been allowed to stand for more than 20 minutes following addition of Al, Nb and possible V.

CONSTITUTION: A molten steel is mixed with Al, Nb and possibly with V and allowed to stand for more than 20 minutes. This molten steel is treated by continuous casting or blooming to produce a billet or bloom, with the following composition, retaining Al2O3 inclusion with a diameter of more than 5  $\mu\text{m}$  in dia. at a area factor of less than 0.01%:  $C \leq$  (preferably 0.01%),  $Si < 0.5\%$ ,  $Mn < 0.5\%$ , Cr ranging from 12 to 30%, Mo from 0.2 to 5%, Al from 0.04 to 0.1%, Nb from 0.02 to 0.25%, N  $\leq$  0.02% and possibly V fro 0.02 to 0.8%. This billet is hot- rolled. The steel thus obtained is applicable for welding construction materials for oil refining apparatus and other various chemical apparatus.

COPYRIGHT: (C)1979, JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

## ⑫公開特許公報(A)

昭54—87629

⑬Int. Cl.<sup>2</sup>  
C 21 D 7/00  
C 22 C 38/26

識別記号 ⑭日本分類  
10 J 182  
C B A 10 J 172  
10 S 3

⑮内整理番号 ⑯公開 昭和54年(1979)7月12日  
7217—4K  
6339—4K 発明の数 2  
審査請求 未請求

(全 5 頁)

## ⑰溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法

北九州市八幡西区鉄竜町1丁目  
60番35号

⑱特 願 昭52—155390

⑲発明者 西正

⑳出 願 昭52(1977)12月23日

北九州市八幡東区高見2丁目9

㉑発明者 中沢崇徳

番5号

福岡県宗像郡宗像町大字自由ヶ  
丘10丁目11番4号

三好正則

同 角南達也

直方市感田894番地の75

福岡県宗像郡宗像町大字武丸90  
9番地の13

㉒出願人 新日本製鐵株式会社

同 鈴木澄雄

東京都千代田区大手町二丁目6

番3号

㉓代理人 弁理士 秋沢政光 外2名

## 明細書

## 1. 発明の名称

溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法

## 2. 特許請求の範囲

(1) 溶鋼に Al, Nb を添加して 20 分間以上静置した後連続鍛造あるいは造塊・分塊法で得られた C : 0.015% 以下、 Si : 0.50% 以下、 Mn : 0.50% 以下、 Cr : 2.0 ~ 3.00%、 Mo : 0.2 ~ 5.0%、 Al : 0.04 ~ 0.10%、 Nb : 0.02 ~ 0.25%、 N : 0.020% 以下を含有して残部が実質的に鐵からなりかつ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物の中で直径 5 μ 以上の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物が面積率で 0.01% 以下を占める鋼片を、熱間圧延することを特徴とする溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法。

0.02 ~ 0.25%、 V : 0.02 ~ 0.80%、 N : 0.020% 以下を含有して残部が実質的に鐵からなりかつ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物の中で直徑 5 μ 以上の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物が面積率で 0.01% 以下を占める鋼片を、熱間圧延することを特徴とする溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法。

(2) 溶鋼に Al, Nb, V を添加して 20 分間以上静置した後連続鍛造あるいは造塊・分塊法で得られた C : 0.015% 以下、 Si : 0.50% 以下、 Mn : 0.50% 以下、 Cr : 2.0 ~ 3.00%、 Mo : 0.2 ~ 5.0%、 Al : 0.04 ~ 0.10%、 Nb : 0.02 ~ 0.25%、 N : 0.020% 以下を含有して残部が実質的に鐵からなりかつ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物の中で直徑 5 μ 以上の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物が面積率で 0.01% 以下を占める鋼片を、熱間圧延することを特徴とする溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法。

(3) 溶鋼に Al, Nb, V を添加して 20 分間以上静置した後連続鍛造あるいは造塊・分塊法で得られた C : 0.015% 以下、 Si : 0.50% 以下、 Mn : 0.50% 以下、 Cr : 2.0 ~ 3.00%、 Mo : 0.2 ~ 5.0%、 Al : 0.04 ~ 0.10%、 Nb : 0.02 ~ 0.25%、 N : 0.020% 以下を含有して残部が実質的に鐵からなりかつ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物の中で直徑 5 μ 以上の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>介在物が面積率で 0.01% 以下を占める鋼片を、熱間圧延することを特徴とする溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法。

## 3. 発明の詳細な説明

本発明は石油精製装置、その他各種化学工業装置などの溶接構造用材料として使用されるフェライトステンレス鋼の製造法に関するものである。

ステンレス鋼は、パイプ、管、鋼板等多くの製品がある中で、特に鋼板が飛躍的な需要の増加を迎っている。その中でフェライトステンレス鋼は、焼入硬化性が小さく耐久消費材として十分な耐食性を有することから、構造用材料として向来のマルテンサイト鋼よりも多く使用され、新しい用途に供されつつある。しかしながらフェライトステンレス鋼は、18-8オーステナイトステンレス鋼に比べ経済的に安価でありしかも応力腐食割れ感受性の小さい性質の利点を有しているが、その

反面では韌性、加工性が劣るため、安全性の見地から用途が限定され、溶接構造用材料として使用されない場合が多い。

このようにフェライトステンレス鋼において韌性が低く加工性が悪い理由は鋼中に含まれる多量のC、Nの原因によるものと広く知られ、最近ではV、O、D(Vacuum Oxygen Decarburization Process)溶製技術によつてC、Nの低減化を図っている。しかしながらC、Nを単に低減化するのみでは満足な性質を発揮するものでなく、例えば溶接とくに多層溶接された場合、溶接熱影響部では、クロム炭化物( $\text{Cr}_3\text{C}_6$ )が粒界に析出し、他の部分より耐食性が劣り韌性も加工性も劣化する傾向があつた。

本発明者らは、溶接による韌性、加工性の劣化を解消したフェライトステンレス鋼の製造法を提供することを目的に、多くの実験を試みた。その結果、鋼中に含有されるC、Nを固定して微細な炭・窒化物を形成するNb、Vを添加して含有させることにより粒界へのクロム炭化物の析出が防

特開昭54-87629(2)

止され、また $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の中で5μ以上の中 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物が面積率で0.01%以下(従来法では0.030%程度)にすることによつて、韌性と加工性が安定することを知見した。本発明はこの知見に基づいて構成したものである。すなわち本発明は、本鋼にAl、Nb必要によつてVをも添加して20分間以上、静置した後連続鍛造あるいは塊・分塊法で得られたC:0.015%以下、Si:0.50%以下、Mn:0.50%以下、Cr:1.2~3.0%、Mo:0.2~5.0%、Al:0.04~0.10%、Nb:0.02~0.25%、N:0.020%以下、さらに必要に応じて添加されるV:0.02~0.8%を含有して表面が実質的に鉄からなりかつ $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の中で直径5μ以上の $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物が面積率で0.01%以下を占める鋼片を、熱間圧延する、溶接構造用フェライトステンレス鋼の製造法である。

以下、本発明法について詳細に説明する。

転炉、電気炉等の溶解炉で溶製され、つきにV

O、D処理等の精製処理を施して溶製された溶鋼にAl、Nbを添加して、ステンレス鋼としての耐食性を失かず、韌性と加工性が共に優れた性質の鋼が供られる溶鋼を製造する。Cは含有量と共に韌性、加工性と共に耐粒界腐食性を劣化させる。この劣化はNb、Vの炭化物形成元素の添加によって防止することができる。しかしC含有量の過剰を含むは、それに伴う必要なNb等の添加量を増して必ずしも溶接熱影響部の韌性を劣化する。したかつてCは、溶接構造用材料として溶接熱影響部の韌性を劣化せしめない含有量、すなわち0.015% (最も多くは0.010%)以下にしなければならない。SiおよびMnは韌性を劣化する成分で、その許容含有量は0.50%である。Crはステンレス鋼の主成分で、耐食性を得るために1.2%以上が必要である。しかし3.0%を越える過剰なCr含有量は、特に5.40~8.20%の間で長時間加熱あるいはまた徐冷却した場合フェライトよりシグマ(σ)相が析出し、韌性、加工性等の機械的性質を劣化する傾向が現われ易い。したが

つてCr含有量は、耐食性を考慮して、1.2~3.0%とした。Moは耐食性特に耐孔食性を向上する有効な成分として添加するもので、その効果は0.2%未満の含有量では得られない。また過剰に含まれるMoの含有はσ相あるいはカイ(x)相を析出して鋼の韌性を劣化させて、その上限を5.0%とした。

AlはV、O、Dなどで脱炭のため酸素吹込みを行なつた後、溶鋼に残留する酸素を除くため必掛な元素であるが、0.04%未満では脱酸反応が緩慢なため生成した $\text{Al}_2\text{O}_3$ の浮上が遅くなり、粗大な $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物が表面に残留し韌性を劣化させる。一方Al量の増加とともに脱酸反応が速くなり脱酸生成物の浮上が促進され、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の大きさは小さく、かつ量も少なくなり韌性を向上するが、0.10%を越えて含有すると固溶Al量が増し第1圖に示すように韌性をかえつて劣化させてるので上限を0.10%とした。

$\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物は地鐵に比べ、硬くかつほとんど変形しないので、ある大きさ以上のものはクラッ

クの起点として作用する。本発明の目的である常温の溶接構造用鋼板に対しては、この $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の直径の限界値は5μで、これ以上の大きさではクラックの起点として作用し始める。しかしながら5μ以上の介在物量が少ないと、一度発生したクラックは停止するので鋼板としての韌性は確保されることになる。一方5μ以上の介在物がある量以上存在すると、クラックの発生頻度が高くなり、クラックの連結が容易になり鋼板としての韌性は劣化することになる。この限界量は更に図より溶接熱影響部に対しては5μ以上の $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の面積率0.010%となる。

Nbは鋼中に含まれるとC,Nを固定して微細な炭、窒化物を形成し、粒界へのクロム炭化物の析出を防止して、溶接熱影響部の韌性および耐粒界腐食性を改善する有効な成分として含有せるものである。その効果は0.02%未満では得られず、また0.25%を越えた含有量では韌性が失われる。VについてもNbと同様の理由から0.02~0.80%を添加する。特にVはNbと共存

した場合に上記の効果を一層向上せしめる作用がある。この作用の理由については明らかでない。また鋼中のC,Nを固定するという点では、Nb,Vと同様に、Tiも考えられる。しかしながらTiの炭、窒化物は、Nb,Vの炭、窒化物のサイズより大きいため、鋼を脆化するので、使用することができない。NはCと同様の作用をし、過剰の含有はNb,Vの添加量を増して溶接熱影響部の韌性を著しく劣化させて、0.020%以上の含有は避けるべきである。

上記のようにAl,Nb,Vを添加して成分調整された溶鋼は、鋼中に残留する $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物を小さくかつ少くするために、直ちに鍛造することなく、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 粒子の浮上を認む静置時間が必要である。第3図は、Al含有量の異なる鋼に残留する $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の中で5μ以上の $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物が占める面積率を、溶鋼静置時間について示したものである。すなわち $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の大きさとその量は、溶鋼静置時間と共に減少し、20分以上の静置時間で、鋼の性質に悪影響を及ぼさない程

度の範囲に鋼を精緻化することができる。

しかして20分間以上の静置時間を経た溶鋼は連続鍛造法あるいはまた造塊・分塊法によつて鋼片を鍛造し、さらに鋼片は熱間圧延を施して溶接構造用材料として鋼板、梁鋼等の製品に供される。また本発明は熱延鋼板をさらに熱処理して製品に供することもできる。

上面のような本発明の製造法によつて、加工性のすぐれた溶接構造用フェライトステンレス鋼が製造される。

次に本発明の実施例について説明する。

第1表は、電気炉で溶解し、(i),(ii)処理を施した溶鋼にAl,NbまたはVを添加して成分調整し、溶鋼静置時間を経た後鍛造し、熱間圧延した時の成分、製造条件等を示す。また第2表はその時の熱延鋼板と溶接熱影響部の機械的性質を示す。すなわち本発明法で製造されたフェライトステンレス鋼の韌性・加工性は本発明法から逸脱する比較鋼よりもすぐれしかも溶接熱を受けて劣化する程度も小さい。

第 1 表

試 料	化 学 成 分 (重量 %)										溶銅静 置時間 (分)	直徑 5 μ 以上 の Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> の面積率 (%)
	C	N	S	Mn	Cr	Mo	Nb	V	Al			
本 発 明 例	A	0.004	0.012	0.13	0.08	14.7	3.4	0.15	-	0.04	23	0.008
	B	0.007	0.008	0.17	0.24	18.2	2.0	0.16	0.09	0.10	32	0.005
	C	0.003	0.007	0.29	0.14	18.8	2.1	0.12	-	0.07	16	0.005
	D	0.004	0.009	0.13	0.17	19.1	1.8	0.14	0.24	0.05	21	0.008
	E	0.010	0.010	0.34	0.31	21.5	0.9	0.20	0.50	0.07	22	0.007
	F	0.008	0.007	0.08	0.08	21.9	1.2	0.15	0.17	0.09	25	0.006
	G	0.005	0.008	0.12	0.19	25.4	3.1	0.13	-	0.07	26	0.006
	H	0.005	0.011	0.13	0.24	26.1	4.3	0.17	0.32	0.08	29	0.008
	I	0.004	0.006	0.19	0.15	28.3	3.2	0.11	-	0.06	20	0.009
比較 例	J	0.010	0.012	0.12	0.17	18.2	3.0	0.25	-	0.01	7	0.037
	K	0.017	0.010	0.24	0.30	19.5	1.9	0.30	0.07	0.07	24	0.006

第 2 表

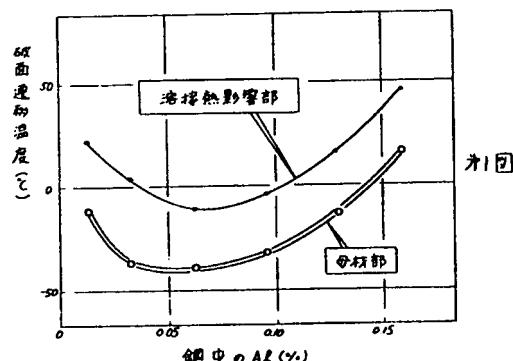
試 料	母 材 特 性					溶接熱影響部の J I S せんかシヤルビー特性				
	引 強 特 性		J I S せんかシヤルビー特性			ノンチ: ホンドエリフ mm		ノンチ: ホンドエリフ mm		
	降伏力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強度 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 (S (%))	vEshelf (kg·m)	vTrs (%)	vEshelf (kg·m)	vTrs (%)	vEshelf (kg·m)	vTrs (%)	
本 発 明 例	A	27.4	43.0	51	35	- 50	31	- 30	35	- 30
	B	30.2	49.7	40	37	- 65	34	- 40	33	- 40
	C	32.4	41.9	42	36	- 40	33	- 25	35	- 30
	D	34.7	53.1	43	35	- 35	32	- 25	34	- 35
	E	36.5	55.4	38	34	- 30	29	- 20	34	- 20
	F	34.0	51.8	43	37	- 45	32	- 25	36	- 35
	G	40.3	57.2	34	46	- 35	24	- 15	25	- 20
	H	42.4	59.1	33	25	- 20	24	- 10	24	- 10
	I	41.0	57.4	31	45	- 35	23	- 15	23	- 15
比較 例	J	37.2	57.1	32	19	+ 50	17	+ 75	18	+ 60
	K	40.5	58.2	45	16	+ 65	13	+ 85	14	+ 70

## 各図面の簡単な説明

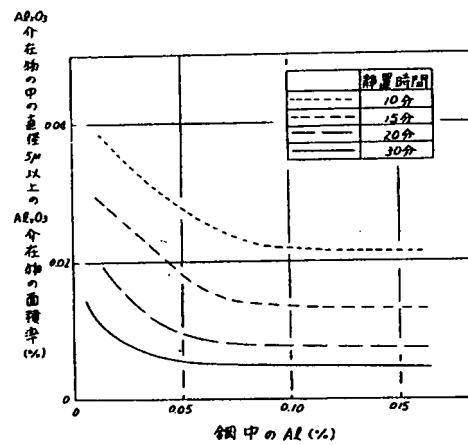
第1図は鋼中のAl含有量が界面遷移温度に及ぼす影響を示す図。第2図は $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の中の $5\mu$ 以上の $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物が占める面積率が界面遷移温度に及ぼす影響を、母材と溶接熱影響部について示す図。第3図はAl含有量の異なる鋼に残留する $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物の中で $5\mu$ 以上の $\text{Al}_2\text{O}_3$ 介在物が占める面積率の変化を静置時間について示す図。

代理人 井垣士 秋武政光

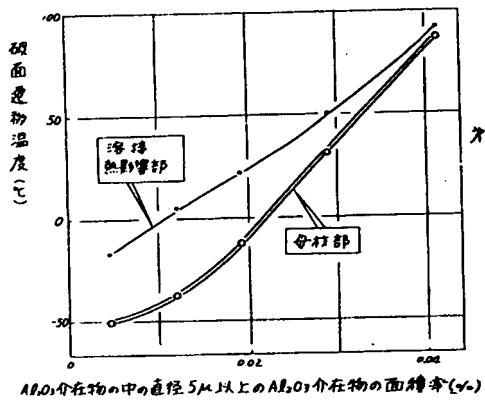
他 2 名



第1図



第2図



第3図